

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 03-170618

(43)Date of publication of application : 24.07.1991

(51)Int.Cl.

C21D 9/48  
C21D 8/04  
// C22C 38/00  
C22C 38/14

(21)Application number : 01-309501

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 29.11.1989

(72)Inventor : KOYAMA KAZUO  
MATSUZU NOBUHIKO**(54) HIGHLY EFFICIENT PRODUCTION OF COLD-ROLLED STEEL SHEET EXTREMELY EXCELLENT IN WORKABILITY**

(57)Abstract:

**PURPOSE:** To stably produce a cold-rolled steel sheet extremely excellent in workability with high efficiency by subjecting a steel having a specific composition containing C, N, Mn, S, Al, Ti, Nb, and B to respectively specified hot rolling, cooling, coiling, cold rolling, and continuous annealing.

**CONSTITUTION:** A steel having a composition consisting of, by weight, 0.0040% C,  $\leq 0.0040\%$  N, 0.05–0.4% Mn,  $\leq 0.015\%$  S, 0.005–0.100% acid-soluble Al, 0.01–0.05% Ti, 0.003–0.03% Nb, 0.0001–0.0010% B, and the balance inevitable impurity elements is heated up to  $\leq 1200^{\circ}\text{C}$  and hot rolled. At this time, rough finishing thickness is regulated to  $\geq 45\text{mm}$ , and effective strain  $\epsilon_{\text{eff}}$  represented by an equation  $\epsilon_{\text{eff}} = [\text{rolling reduction } (\%) \text{ at the final pass}] + 1/2 [\text{rolling reduction } (\%) \text{ at the last pass but one}] + 1/4 [\text{rolling reduction } (\%) \text{ at the last pass but two}]$  is regulated to  $\geq 45\%$ , and further, finish rolling is completed at  $950\text{--}880^{\circ}\text{C}$ . Cooling is started within one second after the completion of hot rolling, and the resulting hot rolled plate is cooled down to  $\leq 830^{\circ}\text{C}$  at  $\geq 20^{\circ}\text{C/sec}$  average cooling rate and coiled at  $680\text{--}800^{\circ}\text{C}$ . Subsequently, the hot rolled plate is cold-rolled at 75–85% cold draft and then subjected to continuous annealing at  $780\text{--}870^{\circ}\text{C}$ . By this method, the cold rolled steel sheet excellent in workability, such as deep drawability and bulge formability, can be obtained.

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平3-170618

⑤ Int. Cl.<sup>5</sup>  
C 21 D 9/48  
8/04  
// C 22 C 38/00  
38/14

識別記号  
3 0 1

庁内整理番号  
E 8015-4K  
A 7139-4K  
S 7047-4K

⑬ 公開 平成3年(1991)7月24日

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全7頁)

⑭ 発明の名称 加工性の極めて優れた冷延鋼板の高効率な製造方法

⑮ 特 願 平1-309501

⑯ 出 願 平1(1989)11月29日

⑰ 発 明 者 小 山 一 夫 千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内  
⑱ 発 明 者 松 津 伸 彦 千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内  
⑲ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
⑳ 代 理 人 弁理士 茶野木 立夫

# 明 細 書

## 1. 発明の名称

加工性の極めて優れた冷延鋼板の  
高効率な製造方法

## 2. 特許請求の範囲

mass%で、

C : 0.0040%以下、

N : 0.0040%以下、

Mn : 0.05~0.4%、

S : 0.015%以下、

酸可溶Al : 0.005~0.100%、

Ti : 0.01~0.05%、

Nb : 0.003~0.03%、

B : 0.0001~0.0010%、

残部不可避免的な純物元素からなる鋼を、1200℃  
以下に加熱後熱延するにあたり、粗仕上厚みを45  
mm以上とし、次式で示される有効ひずみ $\epsilon_{eff}$ を  
45%以上とり、950℃~880℃の温度で仕上圧延  
を終了した後、1秒以内に冷却を開始し、20℃/

秒以上の平均冷却速度で830℃以下まで冷却を行  
い、続いて880~800℃の温度で巻取り、引続き  
75~85%の冷延率で冷延を行い、780~870℃の  
温度で連続焼鈍を行うことを特徴とする加工性の  
極めて優れた冷延鋼板の高効率な製造方法。

$\epsilon_{eff}$  = 最終パス圧下率 (%)

+ 1/2 最終1段前パス圧下率 (%)

+ 1/4 最終2段前パス圧下率 (%)

## 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、自動車外板等に使用される深絞り性  
や張り出し性等の加工性において、極めて優れた  
特性を有する極低炭素冷延鋼板を効率的に製造す  
る方法に係わる。

(従来の技術)

冷延鋼板の規定であるJIS G 3141SPCE級を超え  
る超深絞り用冷延鋼板として、極低炭素Ti添加  
冷延鋼板が発明され(特公昭44-18066号公報)、  
冷延鋼板の用途が飛躍的に広がった。それととも  
にこの鋼の改善・改良がその後大いに進められた。

現在ではTi, Nbの複合添加による加工性、特に深絞り性の一層の向上やB添加による耐二次加工性向上等が図られている。これらに対する先行技術としては、例えば特開昭59-140333号、特開昭61-113724号、特開昭61-113725号等がある。

(発明が解決しようとする課題)

極低碳素Tiおよび/またはNb添加鋼の冷延・焼鈍後の鋼板は極めて複雑な形状の部品にまで安定して適用できるほどまで高くはなかった。またその特性は、高純化を主とした成分とともに熱延条件の影響が極めて大きく、そのためその変動による材質のバラツキが生じ、それが歩留まり落ちとなり経済性を損なうという、自動車用鋼板のような大量消費材にとっては、致命的な欠点があった。

これはそもそも製鋼で真空脱ガス等が必要で、費用を要する該鋼にあっては極めて大きな問題点であった。

この点に着眼し、本発明は安定して高度な加工性を付与させる工業的に可能な熱延条件を開発し、

高効率な冷延鋼板の製造方法を提供するものである。

(課題を解決するための手段)

本発明はこのような課題に対して、特定成分の高純度鋼を特定の熱延、特に仕上圧延条件～巻取までを従来にない条件をとることで解決しようとするもので、その骨子とするところは、mass%で、C:0.0040%以下、N:0.0040%以下、Mn:0.05~0.4%、S:0.015%以下、so2.AQ:0.005~0.100%、Ti:0.01~0.05%、Nb:0.003~0.03%、B:0.0001~0.0010%を含有し、残部不可避免的不純物元素からなる鋼を、1200℃以下に加熱後熱延するにあたり、粗仕上厚みを45mm以上とし、次式で示される有効ひずみ $\epsilon_{eff}$ を45%以上とり、880℃以上の温度で仕上圧延を終了した後、1秒以内に冷却を開始し、20℃/秒以上の平均冷却速度で880℃以下まで冷却を行い、続いて880~800℃の温度で巻取り、引抜き75~85%の冷延率で冷延を行い、780~870℃の温度で連続焼鈍を行うことを特徴とする加工性の極めて

優れた冷延鋼板の高効率な製造方法である。

$$\begin{aligned} \epsilon_{eff} = & \text{最終パス圧下率}(\%) \\ & + 1/2 \text{ 最終1段前パス圧下率}(\%) \\ & + 1/4 \text{ 最終2段前パス圧下率}(\%) \end{aligned}$$

すなわち、熱延にあたり、比較的低温で加熱した後粗仕上厚を厚くすることで、全仕上圧下率を大きくし、さらに仕上後段の最終に近いほど圧延の効果が発揮されるような特定の後段圧下をとる熱延を行った後、その効果をなるべく凍結すべく速やかに冷却を開始し、かつ高温で巻取る。

この効果の機構はいまだ定かではないが、このような高純度鋼の前処理として熱延板に期待される要件は細粒でかつ不純物の極度に少ないマトリックスの提供にあると考えられる。

この両者はそもそも相反するもので、また、その制御は極めて微妙である。しかしながら、全仕上圧下率を大きくすることで析出物のひずみ誘起析出が促進され $\gamma$ 中での析出処理は完全となる。そして仕上終段域で高圧下とすることで、安定して微細な再結晶 $\gamma$ 粒が得られる。

そして、 $\gamma$ 粒の成長、 $\gamma/\alpha$ 変態、 $\alpha$ 粒の成長を通じて形成される熱延板結晶粒を、圧延後即急冷することにより、圧延ままの状態で凍結する。

最後にもはや $\alpha$ 粒の成長がほとんどなくなる温度域で巻取り、 $\alpha$ 中の溶解度の低いことを利用した析出物の析出・粗大化の徹底をはかる。析出物の粗大化はこのように $\gamma$ 中および $\alpha$ 中の両方で行い、熱延細粒化を仕上終段圧下を高め飽和する領域で行うことで、熱延板での状態を安定して好ましい状態にする。

(作 用)

つぎに各要件の作用および数値限定理由について述べる。

C, N: C, Nは侵入型固溶元素で集合組織形成に有害とされる。したがって極力低下させる必要がある。そのため各々、0.0040%以下とする。好ましくはC:0.0025%以下、N:0.0020%以下である。

Mn: 置換型固溶体元素であり、多すぎると鋼を硬化して延性を害する。しかし、鋼中のSと

MnSを形成しSによる熱間脆性を避ける役割もあり、そのため0.05~0.4%とする。低Mnとした方が延性、 $\bar{r}$ 値ともに向上させるので0.15%以下とすることが好ましい。

S : MnSとなり、有害介在物となるため極力低減した方がよい。そのため0.015%以下とした。好ましくは、Mnを0.15%以下、Sを0.008%以下とすることである。

sol. Al : Alは脱酸に必要でそのため鋼中に0.005~0.10%残存する。下限値未満では十分な脱酸ができず、また上限値超では介在物が増加し鋼の延性を害する。

Ti : Tiは0.01~0.05%必要である。まずTiはNをTiNの形に固定し固溶Nの悪影響をさける。また、大部分のCもTiCの形で固定する。さらに固溶Tiは熱延板の再結晶に影響し、これを細粒化することを補助的に助ける。0.01%未満の添加ではこれらの効果がなく、0.05%を超える添加では上記作用以上に不純物の悪影響が出、そのため加工性が劣化する。

らは、熱延加熱温度は1100℃以下とすることが好ましい。

粗仕上厚 : 45mm以上の厚みとする。これにより仕上圧延という比較的低い温度域での圧延率を高め、種々の析出物のひずみ誘起変態を促進させ粗大化させる。通常の40mm程度ではこの効果は完全ではなく、ひいては材質劣化やバラツキをもたらす。好ましくは55mm以上とすべきである。

$\epsilon_{eff}$  : 本鋼では、上述の効果のため、その粒界および粒内は不純物の少ない清浄化されたものである。したがって通常の圧延では細粒の結晶粒が得られない。これを克服するのが特定の仕上圧延条件で、特に仕上後段の3パスの圧延率は非常に高いことを知見し、この後段圧下率の効果を工業的に示す指標として種々検討した結果、次式で示される $\epsilon_{eff}$ を導出するに至った。すなわち、

$$\begin{aligned} \epsilon_{eff} = & \text{最終パス圧下率}(\%) \\ & + 1/2 \text{ 最終1段前パス圧下率}(\%) \\ & + 1/4 \text{ 最終2段前パス圧下率}(\%) \end{aligned}$$

である。

Nb : Nbは微量添加によりやはり、熱延板細粒化に寄与する。そのためには0.003%の添加は必要である。一方、0.03%を超えて添加すると微細できわめて有害なNb炭化物が多数発生し、冷延・焼鈍後の延性や $\bar{r}$ 値を大きく劣化させる。

B : Bは二次加工性向上のため添加する。本鋼のような高純極低炭素鋼にあっては、粒界強化元素である固溶炭素がなくそのため粒界強度が低い。これは深絞りなどのような強い一次加工を受けた後、口広げのような二次加工を行った場合に縦割れの形態で発生する。Bはこの二次加工脆性を防止するために添加する。1ppm未満ではその効果がなく、10ppmを超える添加では固溶Bによる悪影響が出て、 $\bar{r}$ 値を劣化させる。

熱延加熱温度 : 1200℃以下とする。この温度以上で加熱すると圧延前々粒が大きくなりすぎ、本法にしたがった熱延後でも熱延板粒が混粒となり、所定の組織にならず、さらにまた種々の析出をむやみに溶解させることで、後の熱延工程での析出・粗大化処理を困難なものにする。この意味か

第1図は仕上圧延終了温度と $\epsilon_{eff}$ の関係において、冷延・焼鈍後の $\bar{r}$ 値をプロットした図である。

成分は、C : 20~30ppm、N : 12~20ppm、Mn : 0.08~0.14%、S : 0.003~0.007%、sol. Al : 0.02~0.035%、Ti : 0.036~0.048%、Nb : 0.006~0.014%、B : 0.0003~0.0006%で、熱延加熱温度 : 1100~1130℃、粗仕上厚 : 55~60mm、仕上終了後0.3~0.4秒後に平均30~40℃/秒で約800~780℃まで急冷し730~780℃で巻取った。続いて80%冷延後850℃で連続焼鈍を行い、0.3%の調圧を施して試験に供した。

図から明らかなように $\epsilon_{eff}$ が45%以上で仕上圧延終了温度の広い範囲で安定して $\bar{r}$ 値が2.2以上程度の極めて高い値を示す。より安定して高 $\bar{r}$ 値を示すには $\epsilon_{eff}$ は60%以上が好ましい。

仕上圧延終了温度 : 950~880℃とする。これを超える温度では第1図からわかるように、いかに $\epsilon_{eff}$ を高めようと安定して高加工特性が得られない。また、880℃を下回る温度では一部 $\alpha$ 域



圧延となる場合があり、材質が出ないばかりでなく、肌荒れ等の欠陥も発生する。

圧延後の冷却条件：上述のようにして得られた熱延の組織を、特に結晶粒度を粗大化させないため、1秒以内に冷却を開始し、平均20℃/秒以上で830℃以下まで冷却する。この条件をはずすと結晶が粗大化し、一定の材質が得られない。

この場合特に冷却開始までも時間が重要で1秒以内、好ましくは0.5秒以内とすべきである。冷却速度が20℃/秒未満では冷却中に粒の粗大化が生じる。830℃以下ではもはや結晶粒成長は起こりにくいのでこの冷却の終点は830℃とする。

巻取温度：巻取後の保温効果で析出の促進および析出物の粗大化を図る。830℃未満ではこの効果が少なく、800℃を超えると圧延組織の凍結が十分でなく結晶粒の粗大化が起こる可能性があるので、巻取温度は680～800℃とした。析出粗大化を十分に行うには巻取温度は720℃以上とすることが好ましい。

冷延率：冷延率は高 $\bar{r}$ 値とするため75%以上必

熱延後高温巻取を行うが熱延コイル両端部は急冷されるため、これを補う意味で端部がさらに高温となるようなU字状の巻取温度パターンをとることは好ましい。

熱延コイルは酸洗後冷延され、続いて連続焼鈍される。連続焼鈍の均熱温度については上述の如くであるが、保持時間については通常とられる40秒～180秒でよい。焼鈍後の冷却条件についても特に規定するところではなく、また通常過時効帯が設けられているが、その温度条件についても特に規定するところではない。

焼鈍後の調圧は形状矯正のためのやむを得ない範囲にとどめるべきである。材質からは調圧をしないことが好ましいが、形状矯正の点を考慮して0.2～0.8%、好ましくは0.2～0.5%が適正調圧率である。

#### (実施例)

第1表に示す成分の鋼を転炉にて溶製し連続鋳造にてスラブとした。このさい、RH真空脱ガスを用いた。

要である。好ましくは78%以上である。一方、85%を超える圧下は本鋼においてはさらに $\bar{r}$ は向上するところであるが工業的に困難な領域であるので上限を85%とした。

焼鈍温度：連続焼鈍の焼鈍温度は十分軟質で高 $\bar{r}$ 値集合組織とするため780℃は必要である。一方、上限は870℃とする。これを超える高温での焼鈍では本鋼のように粒成長しやすい鋼では製品としての結晶粒が大きくなり過ぎてプレス成形後に肌あれを生じる。焼鈍温度としては、連続焼鈍では比較的高い830℃以上の高温焼鈍が好ましい。

以上本発明の構成要件の作用について述べたが、本発明の鋼の溶製は通常転炉で行いRH等の真空脱ガスにて極低炭素とする。そして通常連続鋳造にて鋼片とされる。

熱延は5台以上のタンデム圧延機で仕上圧延される。全仕上圧下率を本発明にしたがって高め、かつ仕上終了温度を本発明にしたがって守るために、仕上圧延前に所定の温度となるようにディレーを行ってもよい。

続いて第2表に示す熱延および冷延・連続焼鈍条件にて処理を行い各コイルの代表部分を材質試験に供した。引張試験はJIS Z 2201, 5号試験片を用い、同Z 2241記載の方法にしたがって行った。また、耐二次加工性は、まず、一次加工として50mm平底ポンチで絞り比2.2の深絞り加工を行い、続いてこの口を広げる加工を種々温度をかえて行い、脆性・延性破壊の遷移温度を求めた。

第3表にコイル長手中心部位の材質試験結果を示す。

本表において $n$ とは加工硬化指数で、10%および20%ひずみの応力から $n$ 乗則にのっとりとして計算した。また、 $r_{ave}$ は $\bar{r}$ で面内平均温度ランクフォード値で、 $r_{45}$ は圧延方向に対し45°の方向のランクフォード値である。

本発明にしたがった処理No.1, 7, 9, 13, 14および15の鋼は55%以上の伸び、0.27以上の $n$ 値と極めて高い延性を示すとともに、 $\bar{r} \geq 2.4$ ,  $r_{45} \geq 2.0$ というこれまた極めて高い深絞り性を示すことがわかる。しかも耐二次加工性も十分低

い遷移温度である。

これに対し、成分、熱延条件あるいは冷延・連続焼鈍条件が本発明条件と異なるその他の処理施の鋼では本鋼の目的とする高い特性は得られていない。

また、第2図は、第2表、処理№14（本発明条件）および同表処理№16（比較条件）のコイル長手方向材質分布を示す。

前者において仕上終了温度は、890～940℃、また、巻取温度はコイル端部で760～780℃、それ以外での部位で740～750℃であった。また後者においてはそれぞれ885～920℃、780～780℃および750～760℃であった。

図から明らかなように本発明にしたがった№14のコイルでは全長にわたり安定して高い $\bar{r}$ と伸びが得られているのに対し、比較コイルではかなり高い水準にあるものの材質変動が大きい。

鋼符号	(質量割合)									
	C		N		Mn		S		sol. Al	
	ppm	%	ppm	%	%	%	%	%	%	%
A	18	14	14	0.12	0.0045	0.023	0.024	0.009	2	8
B	22	16	10	0.10	0.0032	0.019	0.038	0.004	3	4
C	12	10	0.09	0.0024	0.027	0.017	0.004	0.015	5	3
D	54	20	0.14	0.0070	0.032	0.035	0.021	0.006	3	5
E	18	53	0.14	0.0069	0.043	0.030	0.026	0.085	16	2
F	20	19	0.12	0.0083	0.029	0.003	0.094	0.043	0.012	
G	18	15	0.07	0.0035	0.041	0.094	0.026	0.085	0.012	
H	18	23	0.16	0.0075	0.038	0.043	0.085	0.012		
I	15	19	0.15	0.0050	0.034	0.012				

第 2 表

処理No	鋼符号	熱 延 条 件							冷 延 ・ 連 続 焼 鈍					板 厚	備 考
		加 熱 温度℃	粗仕上厚 mm	$\epsilon_{eff}$ %	仕上終了 温度℃	冷却開始まで の時間 秒	平均冷却速度 ℃/秒	冷却終了 温度℃	巻取温度 ℃	冷延率 %	均熱温度 ℃	均熱時間 秒	鋼圧率 %		
1	A	1150	65	80	910	0.3	33	800	750	80	850	60	0.3	0.8	発明条件
2	A	1150	55	80	860	0.5	30	820	730	80	850	60	0.3	0.8	
3	A	1150	55	80	980	0.5	30	800	750	80	850	60	0.3	0.8	
4	A	1150	65	60	900	2.2	33	780	730	80	850	80	0.3	0.8	
5	A	1120	65	70	890	0.5	35	780	700	66	850	55	0.5	0.8	発明条件
6	A	1120	65	70	900	0.5	40	860	780	80	850	60	0.5	0.8	
7	A	1170	80	110	920	0.5	33	800	760	82	880	65	0.3	0.75	
8	B	1300	60	90	910	0.4	25	800	730	80	830	50	0.5	0.8	
9	B	1100	60	90	910	0.4	25	800	730	80	830	50	0.5	0.8	発明条件
10	B	1100	60	90	910	0.4	25	800	640	80	830	50	0.5	0.8	
11	B	1100	60	90	910	0.4	25	800	730	80	750	45	0.4	0.8	
12	B	1100	60	90	910	0.4	25	800	730	80	900	70	0.5	0.8	
13	B	1080	55	60	910	0.2	25	780	750	78	860	55	0.2	1.2	発明条件
14	C	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	
15	C	1120	60	60	890	0.6	30	830	750	80	850	50	0.3	0.8	
16	C	1120	40	35	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	
17	D	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	発明条件
18	E	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	
19	F	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	
20	G	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	
21	H	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	発明条件
22	I	1120	60	80	900	0.3	25	800	750	80	850	65	0.4	0.8	

第 3 表

処理No	鋼符号	機 械 的 性 質				耐 二 次 加 工 性			備 考
		Y P MPa	T S MPa	E l %	n	r ave	r 45	脆性 - 延性遷移温度 ℃	
1	A	132	280	56	0.283	2.53	2.21	- 80	発明条件
2	A	130	281	58	0.264	2.20	1.73	- 80	
3	A	128	275	58	0.285	2.16	1.80	- 80	
4	A	140	274	57	0.283	2.10	1.69	- 70	
5	A	146	275	55	0.276	2.15	1.75	- 80	
6	A	138	278	58	0.273	2.28	1.82	- 80	発明条件
7	A	135	275	55	0.288	2.65	2.30	- 80	
8	B	158	303	52	0.258	2.28	1.81	- 80	
9	B	133	278	58	0.290	2.49	2.16	- 80	
10	B	163	295	54	0.265	2.19	1.73	- 80	
11	B	170	292	51	0.244	2.06	1.65	- 80	発明条件
12	B	116	268	58	0.266	1.84	1.53	- 40	
13	B	128	277	82	0.285	2.42	2.04	- 70	
14	C	129	272	58	0.280	2.60	2.22	- 80	
15	C	128	272	58	0.290	2.52	2.15	- 80	
16	C	130	275	57	0.280	2.30	1.85	- 70	発明条件
17	D	188	315	44	0.208	1.66	1.23	- 40	
18	E	182	308	47	0.219	1.78	1.46	- 70	
19	F	136	280	58	0.255	1.88	1.19	- 40	
20	G	161	301	52	0.246	2.39	2.01	- 40	
21	H	163	310	51	0.240	1.82	1.46	- 80	発明条件
22	I	140	283	54	0.247	2.33	1.99	- 80	

(発明の効果)

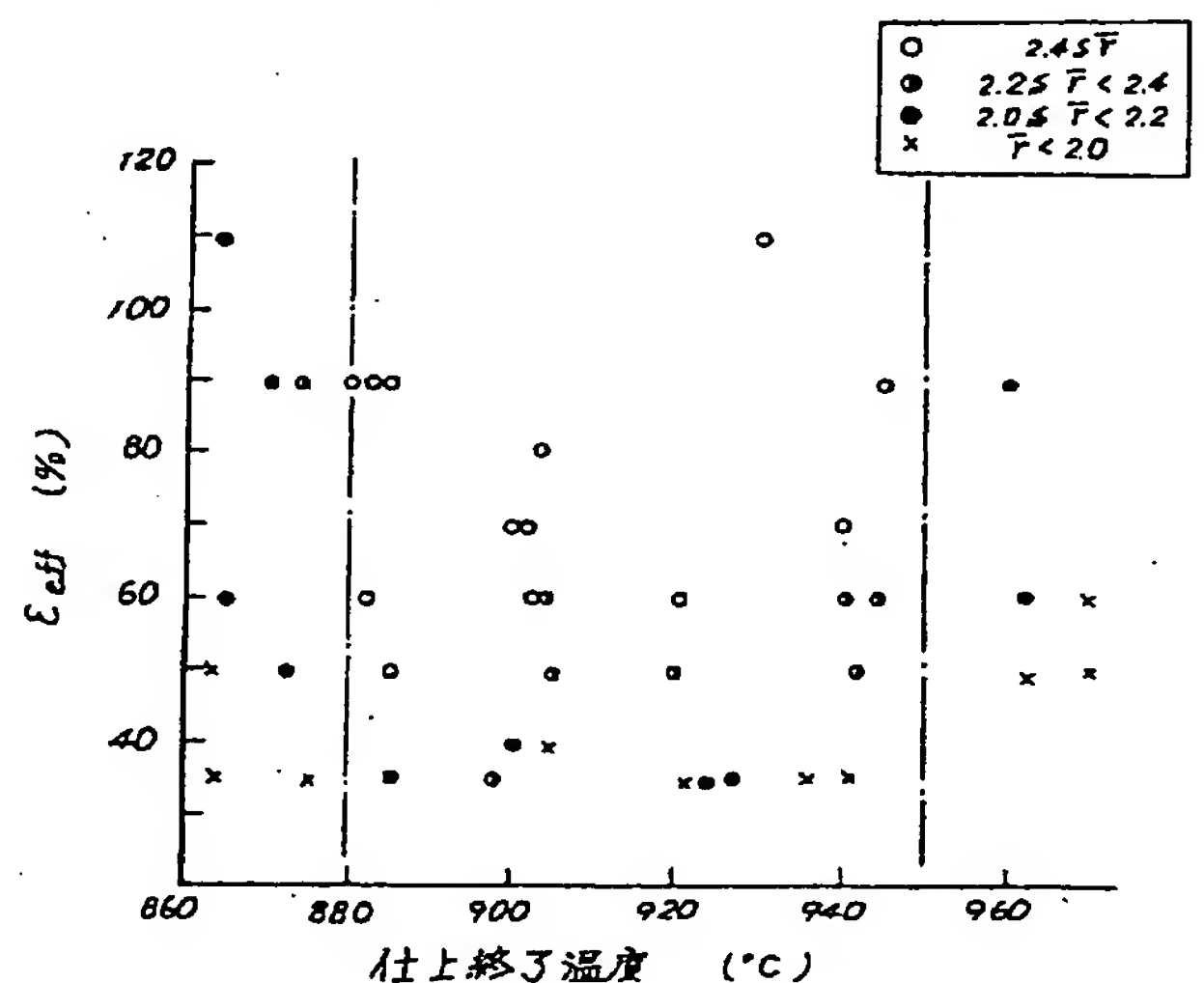
本発明鋼は冷延鋼板として用いられてもよいし、連続焼鈍後電気メッキや電気系複合メッキを施したメッキ鋼板として用いられてもよい。また、本鋼成分は溶融亜鉛メッキ性あるいはその後のメッキ層の合金化特性を特に阻害するものではない。

したがって、連続焼鈍条件が満たされる限り連続焼鈍溶融亜鉛メッキ鋼板あるいは合金化溶融亜鉛メッキ鋼板としてもよい。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、冷延・連続焼鈍後の $\bar{r}$ 値を、仕上圧延終了温度および仕上圧延有効ひずみ $\epsilon_{eff}$ との関係において示した図表、第2図は実施例に用いたコイルの長手方向の材質分布を示す図表である。

第 1 図



代 理 人 弁 理 士 茶 野 木 立 夫

第 2 図

